

## 明細書

## 耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手

## 技術分野

本発明は、溶接構造体、特に、板厚 50 mm 超の鋼板を突合せ溶接して構成した溶接構造体の耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手に関する。

## 背景技術

溶接構造体において、最も破壊発生の可能性の高い部位は、溶接継手部である。その理由としては、溶接時に溶接欠陥が生じ、この欠陥が、破壊の起点となる応力集中部となる可能性が高いこと、さらに、溶接熱の影響により鋼板組織が粗大化し、溶接継手部の脆性破壊に係る指標として用いられている破壊靭性値  $K_c$  が低下すること等が挙げられる。

それ故、溶接継手部に変形や歪が集中するのを阻止するために、溶接金属の強度や硬さを母材よりも高くすることが、溶接継手を形成する上での基本であり、溶接金属を選定する際には、母材強度との比較で、オーバーマッチングとなる継手設計がなされている。

溶接継手における破壊靭性値を評価する試験としては、図 4 に示すように、溶接金属 2 を中央に抱える標準的には幅 400 mm の試験片 1 の中央部にて、溶接継手の最脆弱部と想定される位置に、標準的には長さ 240 mm の切欠き 3 を機械加工した試験片を、矢印方向に引張るディープノッチ試験がある。

そして、これまで、この試験により、主として板厚 50 mm 以下の船体構造用鋼板の溶接継手における破壊靭性値を評価し、その結

果に基づいて、船体用鋼板に必要な性能・特性が論じられてきた。

その結果、溶接部の破壊靭性値を考慮した船体用鋼板として、脆性破壊特性と疲労特性に優れた鋼板（T M C P 鋼板）が開発されている（例えば、特開平6-88161号公報、参照）。

これまで、大型タンカーや6000TEU以下のコンテナ一船の建造で、板厚50mm程度のT M C P 鋼板等が使用されていたが、近年、6000TEU以上の大型コンテナ一船の建造ニーズが高まり、その結果、板厚60mmやそれ以上の板厚の鋼板も船体用構造鋼板として実用化されている。

現在、実用化されている船体用構造鋼板の強度の上限は、降伏強さで390MPaレベルであるが、コンテナ一船の大きさがさらに増大すると、必然的に、板厚の厚い（例えば50mm超の）鋼板を用いることとなる。

しかし、鋼板の板厚が増大し過ぎると、溶接施工上の工数が増えて建造コストが上がったり、コンテナ一船そのものの重量が増える等、工業的な問題が生じる。

## 発明の開示

コンテナ一船等の溶接構造物の大型化が進み、6000TEUを超えるコンテナ一船の建造においては、板厚50mmを超え、かつ、設計応力が高い高張力厚鋼板を用いてコンテナ一船を建造することが要望されている。

そこで、本発明者は、溶接継手部が最も破壊発生の可能性の高い部位になり得ることから、板厚50mm以上の鋼板を突合せ溶接した大入熱溶接継手の性能について調査した。

その結果、板厚50mm以上の鋼板を突合せ溶接した大入熱溶接継手は、小型試験であるVノッチシャルピー衝撃試験で良好な結果

を示しても、大型破壊試験であるディープノッチ試験では、必ずしも良好な破壊靭性値  $K_c$  を示さないことを知見した。

そこで、本発明は、上記知見を踏まえ、降伏強度が 460 MPa クラスで、板厚が 50 mm 超の船体用溶接用高強度鋼板を突合せ溶接して、破壊靭性値  $K_c$  が十分に高い溶接継手を形成することを課題とする。

本発明者は、上記課題を解決するため、母材と溶接継手の機械的性質について調査した。その結果、本発明者は、溶接継手部に変形や歪が集中するのを阻止するために、溶接金属の強度や硬さを、母材の強度や硬さよりも高くすることを溶接継手形成上の基本とし、溶接金属を選定する際には、母材強度との比較でオーバーマッチングとなる従来の継手設計にとらわれない、新規な継手設計技術を見出した。

即ち、本発明者は、大入熱突合せ溶接継手の継手設計において、溶接金属の硬さを、

- (a1) 母材の硬さの 110% 以下、又は、
- (a2) 母材の硬さの 70% 以上 110% 以下、

となるように制御し（アンダーマッチングとなる継手設計）、さらに、必要に応じ、

(b) 溶接金属の幅を、母材板厚の 70% 以下とすることにより、アンダーマッチングによる継手強度の低下を防止できることを見出した。

そして、上記知見に基づいて、降伏強度が 460 MPa クラスで、板厚が 50 mm 超（好ましくは 50 mm 超～70 mm 程度）の高強度厚鋼板の大入熱突合せ溶接において、破壊靭性値  $K_c$  の高い溶接継手を具現化する技術として、本発明を完成した。

本発明の要旨は、以下のとおりである。

(1) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110% 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

(2) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70% 以上 110% 以下で

ある

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

(3) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110% 以下であり、かつ

(b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70% 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

(4) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70% 以上 110% 以下で

あり、かつ、

(b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70% 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

(5) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110% 以下であり、

(b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70% 以下であり、かつ、

(c) 热影響を受けていない母材部の硬さの 95% 以下の硬さに軟化している溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継

手。

(6) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70 %以上 110 %以下で  
あり、

(b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70 %以下であり、かつ、

(c) 熱影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに  
軟化している 溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上である  
ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継  
手。

(7) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110 %以下であり、

(c) 熱影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに  
軟化している 溶接熱影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、

(d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (H A Z) の旧オーステナ  
イト粒径が 200  $\mu$ m 以下である  
ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継  
手。

(8) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70 %以上 110 %以下で  
あり、

(c) 熱影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに  
軟化している 溶接熱影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、

(d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (H A Z) の旧オーステナ  
イト粒径が 200  $\mu$ m 以下である  
ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継  
手。

(9) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110 %以下であり、  
(b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70 %以下であり、  
(c) 热影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに軟化している溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、  
(d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (H A Z) の旧オーステナイト粒径が 200  $\mu$ m 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

(10) 溶接構造体の突合せ溶接継手において、  
(a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70 %以上 110 %以下であり、  
(b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70 %以下であり、  
(c) 热影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに軟化している溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、  
(d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (H A Z) の旧オーステナイト粒径が 200  $\mu$ m 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

(11) 前記溶接構造体が板厚 50 mm 超の高強度鋼板を突合せ溶接したものであることを特徴とする前記 (1) ~ (10) のいずれかに記載の耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

本発明によれば、降伏強度が 460 MPa クラスで、板厚が 50 mm 超の高強度鋼板、特に、船体用溶接用高強度鋼板を突合せ溶接する時、破壊韌性値  $K_c$  が十分に高い溶接継手を形成することができる。

## 図面の簡単な説明

図1は、  $K_c$  値に及ぼす溶接金属と母材の硬さの影響を示す図である。

図2は、 繼手強度に及ぼす溶接金属と母材の硬さ比、 及び、 ビード幅との関係を説明する図である。

図3は、 板厚70mmの試験片につき、 溶接金属(WM)と溶接熱影響部(HAZ)との境界部(FL)、 及び、 溶接熱影響部(HAZ)にノッチを設け、 ノッチ先端でのCTOD(Crack Tip Opening Displacement: 亀裂端開口変位)が0.05mmになる場合のノッチ先端から亀裂進展方向に所定の距離離れた各位置における亀裂開口応力分布をFEM(3次元有限要素法)で解析した結果の一例を示す図である。

図4は、 ディープノッチ試験片を示す図である。

## 発明を実施するための最良の形態

これまで、 溶接継手の設計は、 溶接継手部に変形や歪が集中することを阻止するために、 溶接金属の強度や硬さを、 母材よりも高くすることが基本であり、 溶接材料は、 その強度が母材強度と比較してオーバーマッチングとなるよう選定されていた。

そこで、 本発明者は、 降伏強さで460MPaクラスの鋼板を試作し、 溶接金属がオーバーマッチングとなるように選定した溶接材料で、 溶接継手を製作し、 ディープノッチ試験でその機械的性質を評価した。

その結果、 上記溶接継手は、 溶接継手部のVノッチシャルピー試験では、  $-20^{\circ}\text{C}$  の試験温度で90J以上の十分な値を示し、 かつ、 破面遷移温度も  $-20^{\circ}\text{C}$  と極めて良好な値を示したにもかかわらず、 ディープノッチ試験では、 破壊靱性値  $K_c$  が2000N/mm

<sup>1·5</sup>以下と極めて低い値を示した。

即ち、本発明者は、従来から知られている「Vノッチシャルピー試験結果とディープノッチ試験結果との相関関係」から大きく逸脱する試験結果を得た。

そこで、ディープノッチ試験での破壊発生点を詳細に調査した結果、本発明者は、

(i) 破壊の発生位置は、溶接金属 (WM) と溶接熱影響部 (HAZ) の境界 (溶接溶融線 [FL]) であること、及び、

(ii) 破壊の発生した部分の微視組織は、シャルピー試験片で観察された破壊発生部の微視組織と同一であること  
を突き止めた。

さらに、本発明者は、ディープノッチ試験とシャルピー試験において、破壊のドライビングフォースとなる局所応力の分布形態を、3次元有限要素法にて解析した結果、

(iii) ディープノッチ試験とシャルピー試験における局所応力の分布形態は、著しく異なること  
を知見した。

図3に、板厚70mmの試験片につき、溶接金属 (WM) と溶接熱影響部 (HAZ) との境界部 (FL)、及び、溶接熱影響部 (HAZ) にノッチを設け、ノッチ先端でのCTOD (Crack Tip Opening Displacement: 亀裂端開口変位) が0.05mmになる場合のノッチ先端から亀裂進展方向に所定の距離離れた各位置における亀裂開口応力分布をFEM (3次元有限要素法) で解析した結果の一例を示す。

この図から、(iv) 板厚が50mmを超える70mm程度になると、板厚方向での拘束度 (力) が著しく増大し、溶接金属 (WM) の強度が母材 (BM) や溶接熱影響部 (HAZ) の強度よりも高いと

(WM-Hの場合)、局所応力が溶接金属(WM)と溶接熱影響部(HAZ)との境界で著しく増大することが解る(図中、□[WM-H]及び■[WM-L]、参照)。

一方、溶接金属(WM)の強度が、母材(BM)や溶接熱影響部(HAZ)の強度よりも高い場合(WM-Hの場合)であっても、溶接熱影響部(HAZ)では、局所的な応力は増大せず、溶接金属(WM)の強度が低い場合(WM-Lの場合)とほぼ同じになる。

このことから、K<sub>c</sub>値が低下する理由は、溶接金属(WM)の強度が、母材(BM)や溶接熱影響部(HAZ)の強度よりも高い場合(WM-Hの場合)に、溶接金属(WM)と溶接熱影響部(HAZ)との境界で、局所的な応力が増大するためであると考えられる。

即ち、上記解析の結果、本発明者は、(v)溶接金属(WM)と溶接熱影響部(HAZ)との境界での局所応力の著しい増大を抑制し、K<sub>c</sub>値を向上させるためには、溶接金属(WM)の強度をできるだけ低くすることが必要であることを見出した。

ここで、上記解析結果をもとに、溶接金属の硬さ(H<sub>v</sub>(WM))を種々変化させて、破壊靭性値K<sub>c</sub>を測定し、K<sub>c</sub>測定値を“溶接金属の硬さ[H<sub>v</sub>(WM)]/母材の硬さ[H<sub>v</sub>(BM)]”に対してプロットした結果、図1中「●」に示すように、溶接金属の硬さ[H<sub>v</sub>(WM)]を母材の硬さ[H<sub>v</sub>(BM)]の110%以下に抑制すれば、局所的な応力の増大による破壊靭性値の低下を防止できることを知見した。

このように、溶接金属の硬さ[H<sub>v</sub>(WM)]を、母材の硬さ[H<sub>v</sub>(BM)]より低くすることが、溶接継手の破壊靭性値K<sub>c</sub>を上させるために必要であることを知見したが、溶接金属の硬さ[H<sub>v</sub>(WM)]を低下させると、一方で、溶接継手の強度(引張強さ)

を確保できず、構造物や構造体として致命的な問題を引き起こすことにもなる。

そこで、溶接継手においても母材の強度と同程度の強度を確保するためには必要な溶接金属の強度の下限を実験的に検討した。その結果、図2に示すように、溶接金属の幅（ビード幅）の影響が顕著であるところ、該幅を板厚の70%以下に限定すれば、溶接金属の硬さ [ $H_v (WM)$ ] を母材の硬さ [ $H_v (BM)$ ] の70%まで低減しても、溶接継手の強度（引張強さ）を確保できることを見出した。

溶接継手において所定の破壊靭性値  $K_c$  を確保するためには、溶接継手の最脆弱部である溶接溶融線（FL）において局所応力が増大しないようにすることが肝要であることは前述したが、同時に、FL近傍での微視的な耐脆性破壊発生特性を向上させることが重要である。

FL近傍で脆性破壊が発生するメカニズムを調査、検討した結果、旧オーステナイト周辺に生成する初析フェライトや、旧オーステナイト内部にラス状に生成する上部ベーナイトやフェライトサイドプレート等が破壊の起点となることを突き止め、旧オーステナイト粒径を小さく抑制することにより、耐脆性破壊発生特性を改善することができることを知見した。

本発明者の実験結果によれば、溶接溶融線（FL）と接する溶接熱影響（HAZ）部の旧オーステナイト粒径を200  $\mu m$  以下に抑制することが好ましい。

また、本発明者は、溶接金属に接する溶接溶融線（FL）における局所応力の発生ないし分布は、溶接金属の硬さに支配されるが、FLに接している HAZ 領域において“軟化している領域”が大きい場合には、FLの局所応力が緩和される傾向にあることを見出し

た。

本発明者の実験結果によれば、H A Z軟化幅が5mm以上存在した場合に、上記緩和現象が認められたので、H A Z軟化幅は5mm以上とすることが好ましい。

H A Z部の硬さが母材の硬さより低ければ、原理的に局所応力は低減するが、本発明者の実験結果によれば、局所応力低減効果が明確に認められるのは、H A Z部の硬さが、母材の硬さよりも5%以上低くなっている場合であった。

それ故、本発明においては、熱影響を受けていない母材部の硬さの95%以下の硬さに軟化している溶接熱影響部領域の幅を5mm以上とすることが好ましい。

本発明で用いる溶接構造体や船殻外板用の高強度鋼板は、公知の成分組成の溶接用構造用鋼から製造したものでよい。

例えば、質量%で、C:0.02~0.20%、Si:0.01~1.0%、Mn:0.3~2.0%、Al:0.001~0.20%、N:0.02%以下、P:0.01%以下、S:0.01%以下を基本成分とし、母材強度や継手韌性の向上等、要求される性質に応じて、Ni、Cr、Mo、Cu、W、Co、V、Nb、Ti、Zr、Ta、Hf、REM、Y、Ca、Mg、Te、Se、Bの内の1種又は2種以上を含有した鋼が好ましい。

鋼板の板厚は特に限定されないが、本発明は、例えば、板厚が50mm超の大型船殻外板用の高強度鋼板に適用するのが好ましい。

また、溶接材料も、本発明に規定する特性を満足すればよく、その化学成分や、溶接方法が限定されるものではない。

なお、溶接材料の化学成分としては、C:0.01~0.06%、Si:0.2から1.0%、Mn:0.5~2.5%、Ni:0~4.0%、Mo:0~0.30%、Al:0~0.3%、Mg:0~0

.30%、 $T_i$  : 0.02~0.25%、B : 0~0.050%の範囲が望ましいが、鋼材の化学成分をも考慮して、適宜選択すればよい。

溶接方法としては、VEGA（1電極揺動式エレクトロガス溶接）、VEGA-II（2電極揺動式エレクトロガス溶接）、EG（エレクトロガス溶接）、及び、SAW（サブマージアーク溶接）を用いる。

例えば、VEGA-IIでは、上記化学成分の範囲の溶接ワイヤーを2本用い、板厚70mmの鋼板を溶接する場合は、電圧42V、電流390A、溶接速度4.2m/分、溶接入熱450kJ/cm以上で溶接を行なう。なお、開先角度は20°、開先幅は33mm、ルートギャップは8mmとするのが好ましい。

また、SAWで、板厚70mmの鋼板を溶接する場合には、直径4.8mmの溶接ワイヤーを用い、電流650A、電圧33V、溶接速度60cm/分で多層溶接したり、また、裏面を銅やアスベス

トでパッキングし、さらに電流を上げて大入熱溶接する。

$\text{CO}_2$ 溶接の場合には、例えば、直径1.4mmの溶接ワイヤーを用いて、電流200~450A程度で溶接するが、それらは一例であり、適切な溶接条件を選択し、溶接金属の硬さや、ビード幅を、本発明で規定する所定の範囲に制御すれば、本発明の効果を得ることができる。

結局、溶接条件は、溶接金属の硬さや、ビード幅が本発明で規定する所定の範囲に適確に制御されれば、特に限定されないが、消耗式電極型エレクトロガス溶接などでは、ビード幅が板厚以上になってしまないので、この場合は、本発明の範囲外になる。

レーザー溶接や電子ビーム溶接では、溶接ビードの幅を容易に板厚以下に制御できるので、溶接ビード幅とともに溶接金属の硬さを

、本発明で規する所定の範囲内に制御すれば、この場合は、本発明の範囲内となる。

しかし、通常、溶接材料を用いない溶接では、母材部分の溶融、凝固過程のみで形成される溶接金属となり、溶接金属の硬さが母材部よりも高くなり易いので、溶接金属の硬さが本発明で規定する所定の範囲の範囲外であれば、本発明の範囲外である。

### 実施例

以下、本発明を、実施例に基づいて説明するが、実施例における条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、該一条件例に限定されるものではない。

本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件ないし条件の組合せを採用し得るものである。

#### (実施例 1)

板厚 50 mm～100 mm の厚鋼板を準備し、溶接継手の特徴及び性能を試験、調査した。その結果を表 1 に示す。なお、用いた鋼材（厚鋼板）の化学成分（鋼種）及び突合せ溶接部の溶接材料の化学成分を、それぞれ、表 3 及び表 4 に示す。

溶接方法は、VEGA、VEGA-II、EG、及び、SAW を用いた。それぞれの溶接条件を表 2 に示す。

なお、開先について、VEGA の場合は、開先角度 20° の V 字開先とし、ルートギャップを 8 mm とし、VEGA-II 及び EG の場合は、開先角度 20° の V 字開先とし、ルートギャップを 8 mm とし、SAW の場合は、開先角度 40° の Y 字開先とし、ルートギャップを 2 mm とした。

Hv (BM) は、10 kg の圧痕により測定した母材の板厚方向

における硬さの平均値である。Hv (WM) は、溶接金属の板厚中央部でにおいて、10 kg の圧痕により測定した硬さの値である。

ビード幅は、溶接金属の表面、裏面、及び、板厚中心の3点で測定した平均値である。

HAZ軟化幅は、母材の硬さより5%軟化したHAZ領域を、溶接溶融線から母材方向へ測定した時の領域の幅である。

HAZの旧γ粒径は、溶接溶融線に接するHAZ部での旧オーステナイト粒を円相当径で表記したものである。

溶接継手の性能に関し、破面遷移温度vTrs (°C) は、溶接継手の最脆弱部である溶接溶融線 (FL) が試験片の板厚中央となるように採取した試験片を用い、試験温度を変化させて求めた結果である。

破壊靭性値Kc (N/mm<sup>1.5</sup>) は、前述のディープノッチ試験において、-20°Cの試験温度で求めた値であり、「>」印を付記した値は、試験片の切欠き部で十分変形して、延性き裂の痕跡が確認されたものであり、試験片幅が400mmであるため、それ以上のKc値を計測できなかったものである。

継手引張強度 (MPa) は、NKU1号試験片を作製して、継手引張試験を行った結果であり、破断した強度を示すものである。

表1に示すように、本発明例のNo. 1~17は、各種条件が本発明で規定する範囲内にあるものであり、Kc値が十分な値を示している。

これらの本発明例の中で、No. 1~14は、Hv (WM) / Hv (BM)、及び、ビード幅/板厚、HAZ軟化幅が本発明の範囲内にあるので、溶接継手のKc値及び継手引張強度は、ともに十分な値を示している。

なお、本発明例No. 14は、HAZ軟化幅が、本発明の好まし

い範囲より小さいので、K<sub>c</sub>値が、本発明例のNo. 1～13と比較して若干低いものの、それでも、3000 N/mm<sup>1.5</sup>以上の良好な値を示している。

本発明例No. 15は、シャルピー試験によるv<sub>Trs</sub>が、本発明例のNo. 1～14と同程度のレベルであることに対応し、K<sub>c</sub>値が十分な値であるが、H<sub>v</sub> (WM) / H<sub>v</sub> (BM) の好ましい範囲より低いため、継手強度が低いものである。

本発明例No. 16及び17は、ビード幅/板厚が、本発明の好ましい範囲を超えるため、継手強度が低いものである。

これに対して、比較例No. 18～22は、H<sub>v</sub> (WM) / H<sub>v</sub> (BM) が、本発明で規定する上限値を超えていため、シャルピー試験によるv<sub>Trs</sub>が、本発明例のNo. 1～17と同程度のレベルにあるにもかかわらず、溶接継手のK<sub>c</sub>値が低いものである。

したがって、本発明は、YPが470 MPa以上の高強度で、かつ、板厚が50 mm以上の厚手鋼板の溶接継手において、適切なK<sub>c</sub>値を確保するのに適用されるものであり、この点で、本発明は新規な発明である。

表1  
突合せ溶接継手

No.	鋼種	突合せ溶接継手			溶接継手の特徴					溶接継手の性能				
		母材引張強度 (MPa)	板厚 (mm)	溶接方法	溶接条件	Hv(BM)	Hv(WM)	Hv(WM)/Hv(BM)	ピード幅/板厚	HAZの軟化幅 (mm)	HAZの旧γ粒径 (μm)	シャルピオーフ試験でのvTrs (°C)	Kc (N/mm <sup>1.5</sup> )	継手引張強度 (MPa)
1	YP47	70	630	VEGA-II	EG-60M1	202	212	1.05	0.45	12	180	-5	4980	610
2	YP47	70	620	EG	EG-60M2	204	200	0.98	0.67	15	190	-10	>5200	602
3	YP47	65	650	EG	EG-60M3	210	151	0.72	0.66	13	170	-1	4200	590
4	YP47	70	643	VEGA-II	EG-60M4	205	226	1.1	0.51	15	150	-3	4890	620
5	YP40	70	570	VEGA-II	EG-3	175	186	1.06	0.4	18	165	-25	>5100	615
6	YP47	60	630	VEGA-II	EG-60M1	215	204	0.95	0.46	16	175	2	4100	623
7	YP47	55	620	VEGA	EG-60M1	210	208	0.99	0.61	7	55	-30	>5100	598
8	YP47	70	610	VEGA-II	EG-60M3	200	206	1.03	0.45	17	120	-3	4230	602
9	YP47	50	605	SAW	EG-60M1	195	205	1.05	0.68	8	45	-15	5100	620
10	YP47	65	602	SAW	EG-60M2	210	227	1.08	0.5	11	58	-23	>5100	615
11	YP47	75	610	SAW	EG-60M3	204	222	1.09	0.67	8	75	-10	4850	610
12	YP40	80	580	VEGA-II	EG-3	183	134	0.73	0.4	12	280	3	4100	590
13	YP47	100	634	VEGA-II	EG-60M4	210	200	0.95	0.35	13	190	-8	4250	610
14	YP47	55	640	SAW	EG-60M1	210	208	0.99	0.61	3	55	-25	3520	598
15	YP47	70	635	EG	EG-60M2	205	133	0.65	0.51	15	150	-6	4720	502
16	YP47	70	650	VEGA-II	EG-60M1	220	224	1.02	1.2	18	165	-28	>5100	490
17	YP47	60	634	SEG-II	EG-60M3	215	204	0.95	0.8	16	175	-10	4100	520
18	YP47	70	621	VEGA-II	EG-60	202	265	※1.31	0.45	12	180	-4	980	610
19	YP47	70	636	EG	EG-60	204	235	※1.15	0.67	15	190	-12	1500	602
20	YP47	65	601	EG	EG-60	210	258	※1.23	0.66	13	170	-5	950	590
21	YP47	70	633	VEGA-II	EG-60M	204	235	※1.15	1.2	15	190	-8	1500	460
22	YP47	65	640	VEGA-II	EG-60M	210	258	※1.23	0.8	13	170	-3	950	480

※：本発明の範囲外

表 2

溶接方法	溶接条件	板厚 (mm)	電流 I (A)	電圧 E (V)	溶接速度 v (cm/min)	入熱量 (kJ/cm)	ワイヤ径 (mm)	
VEGA	VS1	50	400	40	2.9	331	1.6	
	VS2	55	400	40	2.5	383	1.6	
	VS3	60	400	40	2.2	439	1.6	
	VS4	65	400	40	1.9	498	1.6	
VEGA-II	V1	55	420	42	6.5	326	1.6	
	V2	60	420	42	6.0	353	1.6	
	V3	70	420	42	4.5	470	1.6	
	V4	80	420	42	4.0	529	1.6	
	V5	100	440	44	3.5	664	1.6	
EG	E1	60	420	42	3.0	353	1.6	
	E2	65	420	42	2.5	423	1.6	
	E3	70	420	42	2.1	504	1.6	
SAW	1パス溶接	S1	55	先行 2100	42	18	571	6.4
				後行 1600	52			6.4
	7パス溶接	S2	65	先行 1400	37	40	159	6.4
				後行 1200	45			6.4
	S3	75	75	先行 1400	37	35	181	6.4
				後行 1200	45			6.4

表 3

(mass %)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti
YP40	0.11	0.21	1.3	0.006	0.003		0.01
YP47	0.08	0.24	1.22	0.007	0.002	1.02	0.01

表 4

(mass%)

溶接材料	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni
EG-1	0.10	0.33	1.45	0.015	0.010	0.27	
EG-3	0.08	0.29	1.85	0.011	0.008	0.15	
EG-60	0.10	0.34	1.68	0.016	0.100	0.29	
EG-60M	0.08	0.29	1.81	0.011	0.010	0.00	4.10
EG-60M1	0.07	0.29	1.81	0.011	0.010	0.10	1.50
EG-60M2	0.06	0.29	1.81	0.007	0.006	0.12	3.10
EG-60M3	0.03	0.29	1.81	0.011	0.010	0.25	1.00
EG-60M4	0.11	0.31	2.10	0.008	0.003	0.24	0.50

## 産業上の利用可能性

本発明によれば、高強度で且つ板厚の大きい高強度鋼板の大入熱溶接継手において、万一、溶接欠陥が存在したり、疲労亀裂が発生、成長しても、脆性破壊が発生し難いので、溶接構造体が破壊するような致命的な損傷、損壊を防止することができる。

よって、本発明は、溶接構造体の安全性を顕著に高めるという顕著な効果を奏し、産業上の利用価値の高い発明である。

## 請 求 の 範 囲

1. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、
  - (a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110 %以下であることを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。
2. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、
  - (a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70 %以上 110 %以下であることを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。
3. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、
  - (a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110 %以下であり、かつ
  - (b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70 %以下であることを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。
4. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、
  - (a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70 %以上 110 %以下であり、かつ、
  - (b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70 %以下であることを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。
5. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、
  - (a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110 %以下であり、
  - (b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70 %以下であり、かつ、
  - (c) 熱影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに軟化している溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

6. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70 %以上 110 %以下であり、

(b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70 %以下であり、かつ、

(c) 熱影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに軟化している溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

7. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110 %以下であり、

(c) 熱影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに軟化している溶接熱影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、

(d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (HAZ) の旧オーステナイト粒径が 200  $\mu$ m 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

8. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

(a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70 %以上 110 %以下であり、

(c) 熱影響を受けていない母材部の硬さの 95 %以下の硬さに軟化している溶接熱影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、

(d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (HAZ) の旧オーステナイト粒径が 200  $\mu$ m 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

9. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

- (a1) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 110% 以下であり、
- (b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70% 以下であり、
- (c) 热影響を受けていない母材部の硬さの 95% 以下の硬さに軟化している溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、
- (d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (H A Z) の旧オーステナイト粒径が 200  $\mu$ m 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

10. 溶接構造体の突合せ溶接継手において、

- (a2) 溶接金属の硬さが母材の硬さの 70% 以上 110% 以下であり、
- (b) 溶接金属の幅が母材板厚の 70% 以下であり、
- (c) 热影響を受けていない母材部の硬さの 95% 以下の硬さに軟化している溶接影響部領域の幅が 5 mm 以上であり、かつ、
- (d) 溶接溶融線と接する溶接影響部 (H A Z) の旧オーステナイト粒径が 200  $\mu$ m 以下である

ことを特徴とする耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

11. 前記溶接構造体が板厚 50 mm 超の高強度鋼板を突合せ溶接したものであることを特徴とする請求の範囲 1 ~ 10 のいずれか 1 項に記載の耐脆性破壊発生特性に優れた大入熱突合せ溶接継手。

Fig. 1

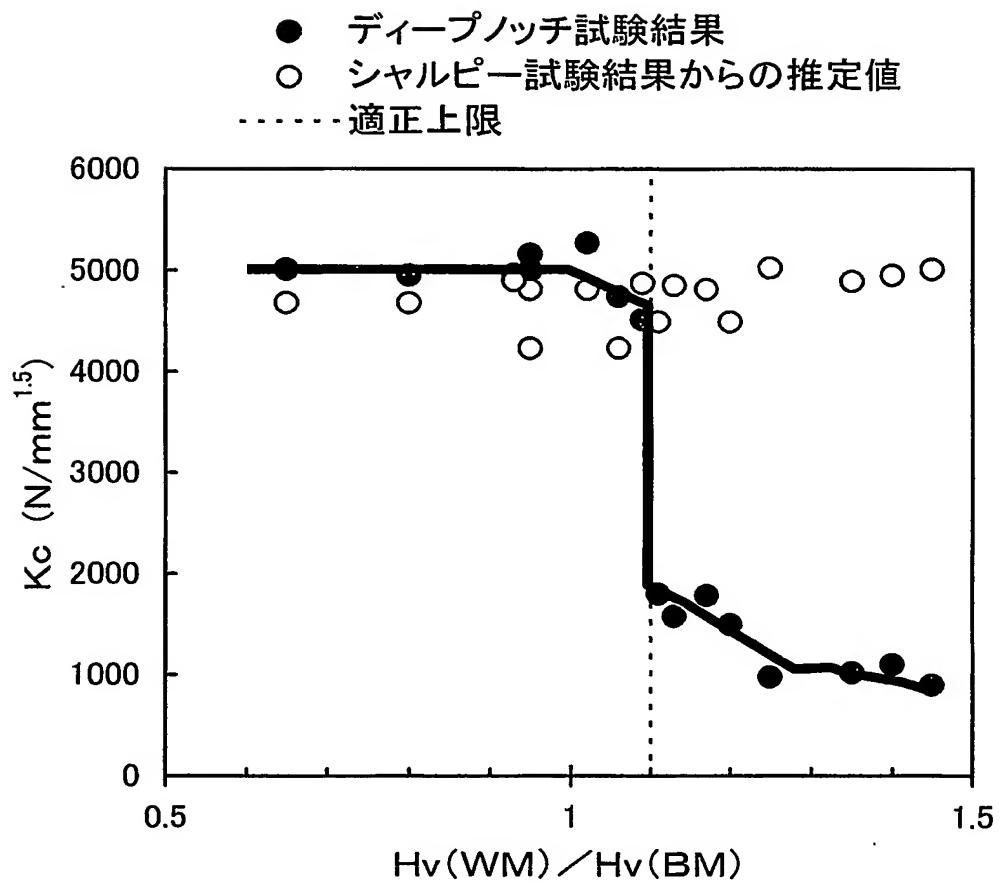


Fig.2

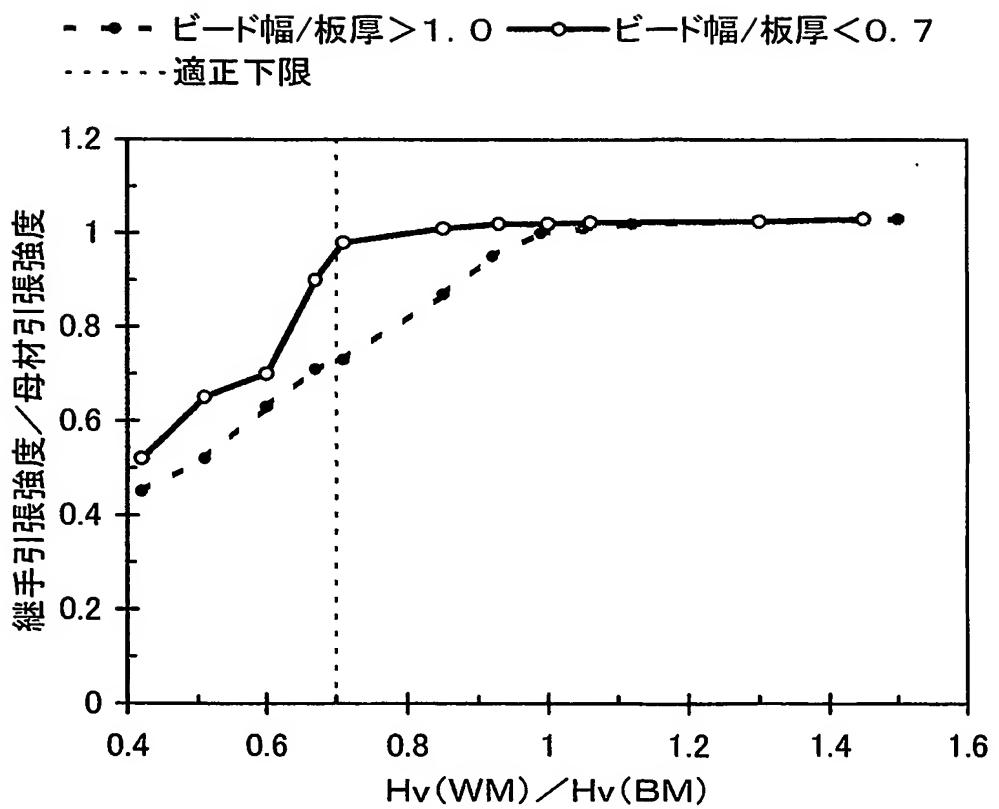


Fig.3

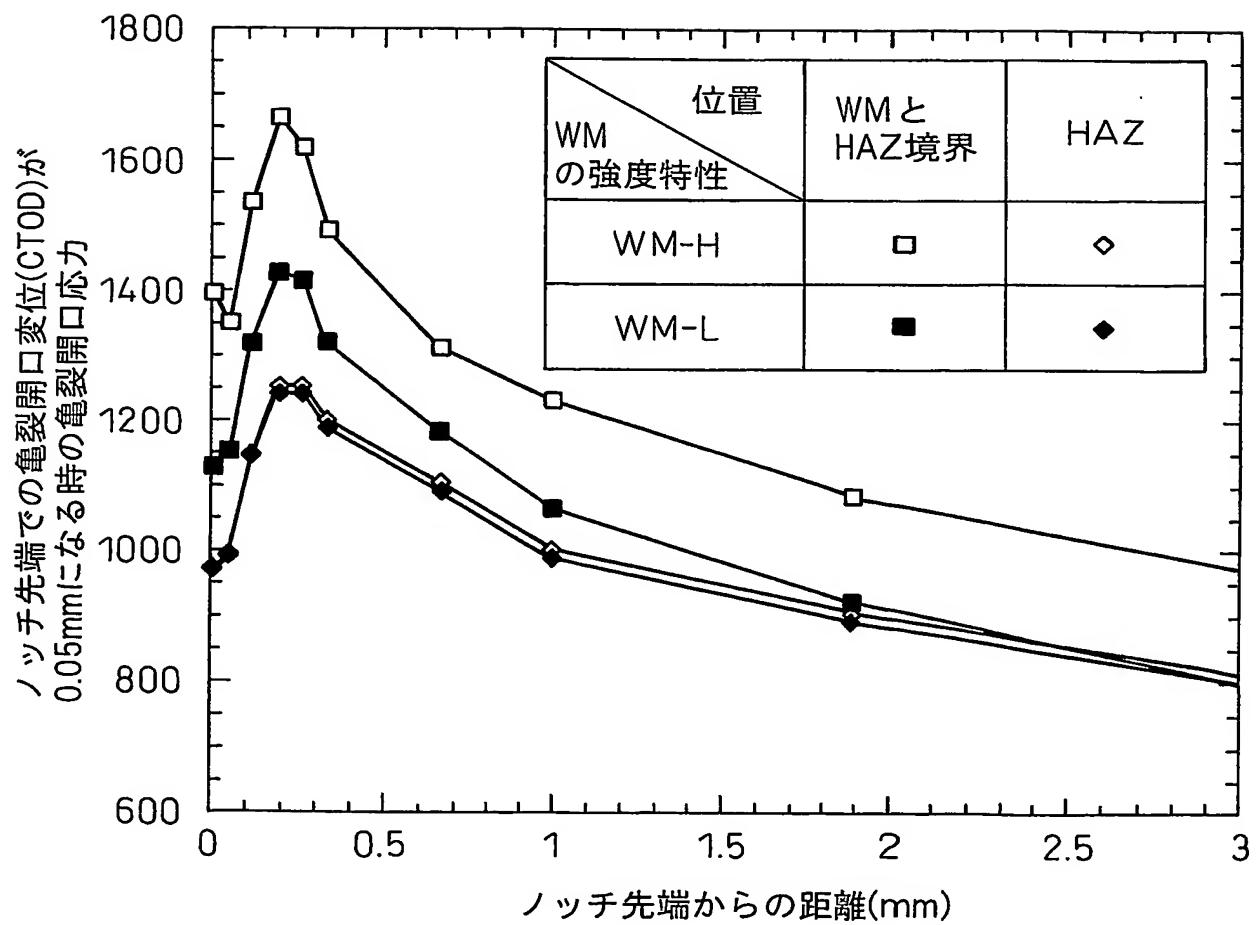
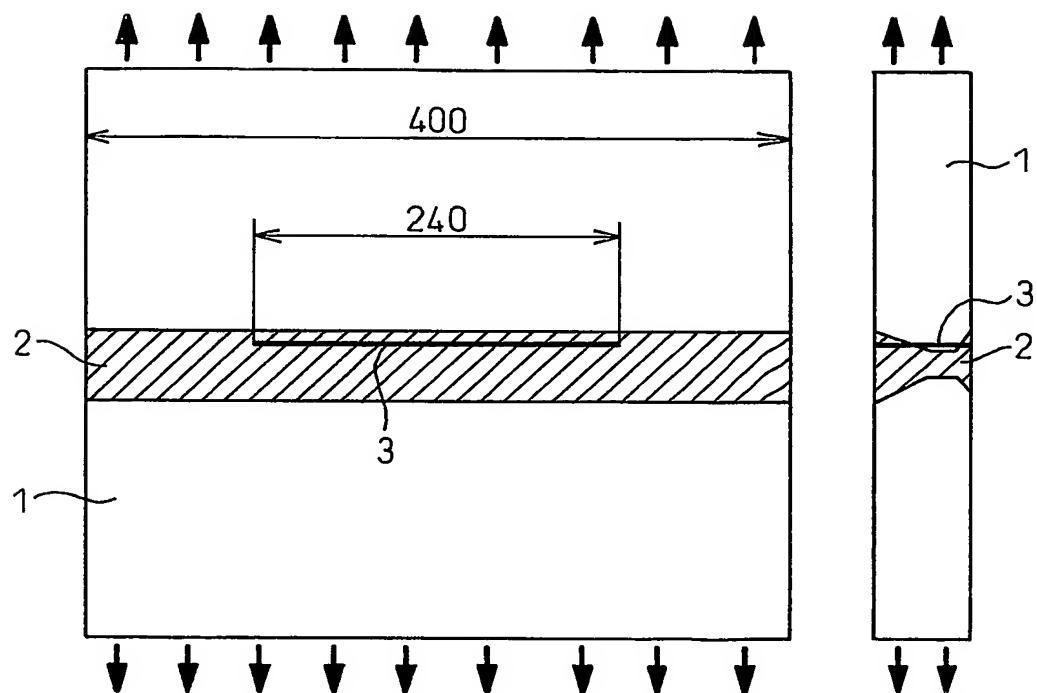


Fig.4



## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/016066

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER  
Int.Cl<sup>7</sup> B23K9/23, B23K35/30, C22C38/00, C22C38/06

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
Int.Cl<sup>7</sup> B23K9/23, B23K35/30, C22C38/00, C22C38/06

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched  
Jitsuyo Shinan Koho 1926-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2005  
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2005 Jitsuyo Shinan Koho 1996-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 3220406 B2 (Kawasaki Steel Corp.), 10 August, 2001 (10.08.01), Claims; tables 2, 4 (Family: none)	1-2, 11
Y		3-4
A		5-10
Y	JP 2001-1148 A (Kawasaki Steel Corp.), 09 January, 2001 (09.01.01), Claims; table 4 (Family: none)	3-4
A		5-10
A	JP 3-153828 A (Nippon Steel Corp.), 01 July, 1991 (01.07.91), Full text; all drawings (Family: none)	1-10

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	
"A"	document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
"E"	earlier application or patent but published on or after the international filing date
"L"	document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
"O"	document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
"P"	document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed
"T"	later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"X"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"Y"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"&"	document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search  
25 January, 2005 (25.01.05)Date of mailing of the international search report  
22 February, 2005 (22.02.05)Name and mailing address of the ISA/  
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

## A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int Cl' B 23K 9/23, B 23K 35/30, C 22C 38/00, C 22C 38/06

## B. 調査を行った分野

## 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int Cl' B 23K 9/23, B 23K 35/30, C 22C 38/00, C 22C 38/06

## 最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1926-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-2005年

日本国登録実用新案公報 1994-2005年

日本国実用新案登録公報 1996-2005年

## 国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

## C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 3220406 B2 (川崎製鉄株式会社) 2001.08.10, 特許請求の範囲, 表2,表4 (ファミリーなし)	1-2, 11
Y		3-4
A		5-10
Y	JP 2001-1148 A (川崎製鉄株式会社) 2001.01.09, 特許請求の範囲, 表4 (ファミリーなし)	3-4
A		5-10
A	JP 3-153828 A (新日本製鐵株式会社) 1991.07.01, 全文 (ファミリーなし)	1-10

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

## \* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&amp;」同一パテントファミリー文献

## 国際調査を完了した日

25.01.2005

## 国際調査報告の発送日

22.2.2005

## 国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

福島 和幸

3P 9346

電話番号 03-3581-1101 内線 3364